



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2003105491 A**(43) Date of publication of application: **09.04.03**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 9/46
C22C 38/58
C23C 2/06
C23C 2/40

(21) Application number: **2001298941**(22) Date of filing: **28.09.01**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **MIZUTANI MASAOKI**
TANIGUCHI YUICHI
OKAMOTO TSUTOMU

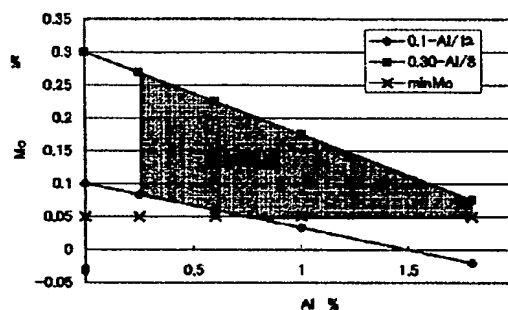
(54) **HIGH STRENGTH STEEL SHEET AND
 GALVANIZED STEEL SHEET HAVING
 EXCELLENT FORMABILITY, AND PRODUCTION
 METHOD THEREFOR**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To realize a high strength steel sheet and a galvanized steel sheet which have excellent formability, and a production method for them on an industrial scale.

SOLUTION: The high strength steel sheet and the galvanized steel sheet having excellent formability have a composition containing, by mass, 0.08 to 0.3% C, <0.2% Si, 0.8 to 2.8% Mn, $\leq 0.03\%$ P, $\leq 0.03\%$ S, 0.25 to 1.8% Al, 0.05 to 0.3% Mo and $\leq 0.010\%$ N, and further containing one or more metals selected from $\leq 1.0\%$ Cu, $\leq 1.0\%$ Ni and $\leq 1.0\%$ Cr, and the balance Fe with inevitable impurities, and have each a metallic structure containing ferrite, $\geq 5\%$ retained austenite, and bainite. Preferably, the mass% of Al, C, Mn and Mo satisfy a specified relational equation.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO



BEST AVAILABLE COPY

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-105491

(P2003-105491A)

(43) 公開日 平成15年4月9日 (2003.4.9)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	U 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/58		C 2 2 C 38/58	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	
2/40		2/40	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 10 頁)			

(21) 出願番号 特願2001-298941(P2001-298941)

(22) 出願日 平成13年9月28日 (2001.9.28)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 水谷 政昭

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 谷口 裕一

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 100097995

弁理士 松本 悦一 (外1名)

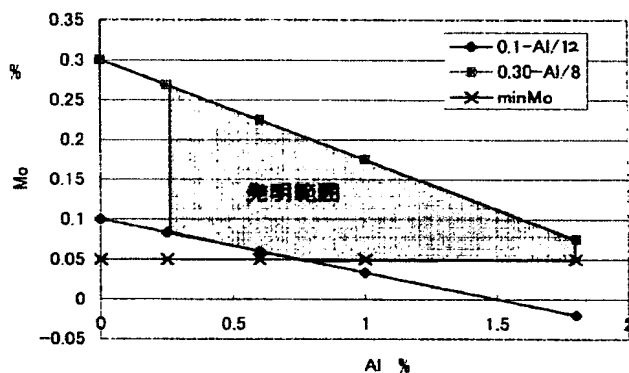
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 成形性に優れた高強度鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現する。

【解決手段】 質量%で、C:0.08~0.3%、Si:0.2%未満、Mn:0.8~2.8%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、Al:0.25~1.8%、Mo:0.05~0.3%、N:0.010%以下を含有し、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、金属組織がフェライトと5%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法。好ましくは、Al、C、Mn、Moの質量%が特定の関係式を満足する。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C:0.08~0.3%、

Si:0.2%未満、

Mn:0.8~2.8%、

P:0.03%以下、

S:0.03%以下、

Al:0.25~1.8%、

Mo:0.05~0.3%、

N:0.010%以下を含有し、

さらに、

Cu:1.0%以下、

Ni:1.0%以下、

Cr:1.0%以下のうち 1 種または 2 種以上を含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、

金属組織がフェライトと 5 % 以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

【請求項 2】 Al と Mo の質量%が、下記 (A) 式を満足することを特徴とする請求項 1 に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.10 - \text{Al}/12 < \text{Mo} < 0.30 - \text{Al}/8 \quad \dots (A)$$

【請求項 3】 C、Mn、Mo の質量%が、下記 (B) 式を満足することを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.40 < (\text{C} + \text{Mn}/6 + 1.5 * \text{Mo}) < 0.80 \quad \dots (B)$$

【請求項 4】 請求項 1 乃至請求項 4 に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項 5】 請求項 1 乃至請求項 3 に記載の高強度鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を 450~600℃ の温度で巻取り、冷延後に 750~850℃ の温度で焼鈍し、焼鈍工程にて 7 (℃/sec) 以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Mo の質量%および焼鈍工程での冷却速度 CR (℃/sec) が、下記 (C) 式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$1.3 < (\text{C} + \log \text{CR} + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.4 \quad \dots (C)$$

【請求項 6】 請求項 4 に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を 450~600℃ の温度で巻取り、冷延後に 750~850℃ の温度で焼鈍し、溶融亜鉛めっき工程にて 7 (℃/sec) 以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Mo の質量%および焼鈍工程での冷却速度 CR (℃/sec) が、下記 (C) 式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$1.3 < (\text{C} + \log \text{CR} + \text{Mn}/8 + 2 * \text{Mo}) < 2.4 \quad \dots (C)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、成形性に優れた高強度鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関

する。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の燃費向上のため、車体の軽量化がより一層要求されている。車体の軽量化のためには、強度の高い鋼材を使用すれば良いが、強度が高くなるほど、プレス成形性が困難となる。これは、一般に鋼材の強度が高くなるほど、鋼材の伸びが低下するからである。これに対し、オーステナイトを室温まで保持した TRIP 鋼 (残留オーステナイト鋼) は強度と伸びの双方

【0003】 ところが、従来の TRIP 鋼は、1 % を超える Si を含有する成分系であるために、めっきが均一に付着しにくく溶融亜鉛めっき性が悪く、また、通常鋼材よりも化成処理性が悪いという問題点があった。また、残留オーステナイト鋼は連続焼鈍時に 350~550℃ の温度範囲で、30 秒から 30 分保持することでオーステナイト相が安定するとされているが、一般的な溶融亜鉛めっき設備には、上記等温保持が可能な設備を有していないものが多いことから、溶融亜鉛めっきが可能な残留オーステナイト鋼は、成分的にも製法的にも製造が困難とされてきた。

【0004】 従って、現在まで TRIP 鋼は、熱延鋼板や冷延鋼板やもしくは電気めっき鋼板だけで工業化されているが、溶融めっき鋼板の TRIP 鋼は工業化されていなかった。これらの問題点を解決する手段として Si を低減し、代替元素として Al を添加する報告例として特許第 2962038 号公報があるが、Al が相当量必要であり、しかも、めっき性が必ずしも改善されるものではなく、また、その作業範囲も狭いものとなり、工業化に至っていないのが実情である。

【0005】 また、一般的に溶融亜鉛めっき設備は冷却速度が 3℃/sec 前後と遅く、Al 添加によっても、パーライトが形成され、残留オーステナイト量が少なく伸びが低下している。また合金化めっきの場合、合金化温度は通常 500℃ 前後となるので、ベイナイトが粗大化したり、残留オーステナイトがベイナイト変態するために低減し、特性が劣化していた。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、成形性に優れた高強度鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することを課題とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】 まず、本発明の技術思想を説明する。本発明者らは、成形性に優れた高強度鋼板とその溶融亜鉛めっき化を検討した結果、鋼成分の最適化、すなわち、Si を低減して Al を代替元素とすることにより溶融亜鉛めっきが可能であり、また、Mo、Al、C、Mn の質量%の関係式を特定することにより、強度と伸び

の双方が優れた残留オーステナイト鋼を工業的に製造できることを見出した。すなわち、等温保持処理を行わなくとも、従来の残留オーステナイト鋼並に延性が向上し、また合金化めっきをおこなっても特性が劣化する事が少ない高強度鋼板を実現した。

【0008】また、上記の思想により設計された成分系の鋼板を、連続焼鈍または連続溶融亜鉛めっきラインにて、フェライト-オーステナイト2相域にて再結晶焼鈍を行った後に、適当な冷却速度にて冷却することにより、フェライトを主相とし、低温生成相として残留オーステナイトを5%以上含む複合金属組織を得ることができると見出し、Mo、C、Mnと連続焼鈍工程における冷却速度との関係式を特定することにより、かかる高強度鋼板を工業的に安定製造できる方法を実現した。本発明は、以上のような技術思想に基づくものであり、特許請求の範囲に記載した以下の内容をその要旨とする。

【0009】(1) 質量%で、C:0.08~0.3%、Si:0.2%未満、Mn:0.8~2.8%、P:0.03%以下、S:0.03%以下、Al:0.25~1.8%、Mo:0.05~0.3%、N:0.010%以下を含有し、さらに、Cu:1.0%以下、Ni:1.0%以下、Cr:1.0%以下のうち1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、金属組織がフェライトと5%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを含有することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板。

(2) Al とMoの質量%が、下記(A)式を満足することを特徴とする(1)に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.10 - Al/12 < Mo < 0.30 - Al/8 \quad \dots (A)$$

【0010】(3) C、Mn、Moの質量%が、下記(B)式を満足することを特徴とする(1)または(2)に記載の成形性に優れた高強度鋼板。

$$0.40 < (C + Mn/6 + 1.5 * Mo) < 0.80 \quad \dots (B)$$

(4) (1)乃至(3)に記載の高強度鋼板の表面に、亜鉛めっき層を有することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) (1)乃至(3)に記載の高強度鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450~600℃の温度で巻取り、冷延後に750~850℃の温度で焼鈍し、焼鈍工程にて7

(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度鋼板の製造方法。

$$1.3 < (C + \log CR + Mn/8 + 2 * Mo) < 2.4 \quad \dots (C)$$

(6) (4)に記載の高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法において、熱延後の鋼板を450~600℃の温度で巻取り、冷延後に750~850℃の温度で焼鈍し、溶融亜鉛めっき工程にて7(℃/sec)以上の速度で冷却し、かつ、C、Mn、Moの質量%および焼鈍工程での冷却速度CR(℃/sec)が、下記(C)式を満足することを特徴とする成形性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

$$1.3 < (C + \log CR + Mn/8 + 2 * Mo) < 2.4 \quad \dots (C)$$

ここに、5%以上の残留オーステナイトとは、金属組織写真における面積率で5%以上が残留オーステナイト相であることをいい、X線などを用いて測定する。また、亜鉛めっき層とは、亜鉛を主たる成分とするめっき層をいい、溶融亜鉛めっきだけでなく、合金化した溶融亜鉛めっきを含む。

【0011】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。まず、本発明の高強度鋼板の成分および金属組織の限定理由を説明する。Cは、強度確保の観点から、またオーステナイトを安定化する基本元素として、必須の成分である。Cが0.08%未満では強度が満足せず、また残留オーステナイトが形成されない。また、0.3%を超えると、強度が上がりすぎ、延性が不足し工業材料として使用できない。従って、本発明におけるCの範囲は、0.08~0.3%とし、好ましくは、0.1~0.22%である。

【0012】Mnは強度確保の観点で添加が必要であることに加え、炭化物の生成を遅らせる元素であり残留オーステナイトの生成に有効な元素である。Mnが0.8%未満では、強度が満足せず、また残留オーステナイトの形成が不十分となり延性が劣化する。また、Mn添加量が2.8%を超えると、焼入れ性が高まるため、残留オーステナイトに変わってマルテンサイトが生成し、強度上昇を招きこれにより、製品のバラツキが大きくなるほか、延性が不足し工業材料として使用できない。従って、本発明におけるMnの範囲は、0.8~2.8%とした。

【0013】Siは強度確保の観点で添加することに加え、前述のように、オーステナイト生成に有効な元素であるため、通常、延性の確保のために添加される元素であるが、0.2%を超える添加により、溶融亜鉛めっき性が劣化してしまう。従って、本発明におけるSiの範囲は、0.2%以下とし、さらにめっき性を重視する場合には0.1%以下が好ましい。Pは鋼板の強度を上げる元素として必要な強度レベルに応じて添加する。しかし、添加量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、P上限値は0.03%とする。

【0014】Sは、MnSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素であり、鋼中に存在しない方が好ましい元素である。従って、上限を0.03%とする。Moの最低添加量を0.05%とした。これ以下では、パーライトを形成し、残留オーステナイト率が低減する。過多のMoの添加は延性の劣化や化成処理性を劣化させることがあるので、上限を0.3%とした。さらに望ましくは、0.15%以下とするとより高い強度-延性バランスを得ることができる。

【0015】Alは、前述のごとくオーステナイトを残留させるために必要な元素であり、フェライトの生成を促

進し、炭化物の生成を抑制することにより、オーステナイトを安定化させる作用があると同時に、脱酸素素としても作用する。オーステナイトの安定化には0.25%以上のAl添加が必要である、一方、Alを過度に添加しても上記効果は飽和し、かえって鋼を脆化させるばかりでなく、溶融亜鉛めっき性を劣化させるため、その上限を1.8%とした。

【0016】Niは、不可避免的に含まれる元素であるが、あまり多量に含有する場合は、時効性を劣化させるのみならず、AIN析出量が多くなってAl添加の効果を減少させるので、0.01%以下の含有が好ましい。また、不必要にNを低減することは製鋼工程でのコストが増大するので通常0.0020%程度以上に制御することが好ましい。Cr、Ni、Cuは、いずれも強化元素として有効であるが、過多の添加は延性の劣化や化成処理性を劣化させることがあるので、Cr1.0%以下、Ni1.0%以下、Cu1.0%以下とした。

【0017】本発明の金属組織がフェライトと5%以上の残留オーステナイトおよびベイナイトを主相として含有することの特徴とする理由は、このような組織をとる場合は、強度延性バランスに優れた鋼板となるからである。特に、残留オーステナイト率が5%以上となるときに、TS×ELの強度延性バランスが劇的に上昇する。さらに、最大で1%程度のマルテンサイトが生成することもあるが、この程度の生成量では本発明の強度延性バランスを劣化させることはなく、問題とならない。 *

$$0.40 < (C + Mn/6 + 1.5 * Mo) < 0.80 \quad \dots (B)$$

溶融メッキラインは焼鈍後の冷却速度が3℃/sec程度と遅くパーライトが形成されやすい。また、焼鈍後、亜鉛の溶融ポットに浸漬後、合金化処理が施されるケースがある。いずれの場合もオーステナイトを残留させるには不利な操業条件である。そこで、本発明者らは、MoとC、Mnについて鋭意検討を重ねた結果、式(B)に至ったものである。

【0021】すなわち、 $C + Mn/6 + 1.5 * Mo$ が、0.40以下では、残留オーステナイト量が3%以下になり、TS×ELが1800MPa%程度に劣化してしまう。また、0.80%以上では、強度が上昇し、伸びが低下し、TS×ELが1800MPa%程度に劣化してしまう。上記理由は明らかでないが、MoとC、Mnの相互作用で、残留オーステナイトの形成量が決定されるものと考えられる。また、溶融ポット前後で形成された残留オーステナイトが合金化工程で分解されるのを防止する機能をもっているものと推測できる。

【0022】本発明の製造工程の限定理由は次の通りである。冷延鋼板はまず、オーステナイトとフェライトの2相共存温度域で再結晶焼鈍される。この際に、CやMn等の焼き入れ性を向上させる元素や、AlやSiなどの残留オーステナイトを残存させる元素の影響でCがオーステナイト中に濃化し、その後の熱処理によるマルテンサイト

*【0018】さらにMoは、本発明の対象である残留オーステナイト鋼において極めて重要な役割を担う成分である。本発明者らは、鋭意検討した結果、添加されたAlに対し 式(A)に表されたMoの適正範囲があることを見出した。

$$0.10 - Al/12 < Mo < 0.30 - Al/8 \quad \dots (A)$$

すなわち、Moが、 $0.10 - Al/12$ 以下では残留オーステナイトが形成されず、また、Moが $0.30 - Al/8$ 以上では、強度が上昇し、延性が劣化する。図1にその範囲を表示した。図中の斜線部分がMoの適正範囲を示す。

【0019】Moが、 $0.1 - Al/12$ 以上で十分な残留オーステナイトが形成される理由については明らかではないが、Alは、フェライト形成元素であり、ベイナイト変態開始時点でのフェライト分率が多くなり過ぎるのに対し、Moは同じフェライトフォーマーではあるが、変態そのものの速度を抑制してフェライト分率を低減させる。Moを $0.1 - Al/12$ 以上とすることにより、ベイナイト分率が上昇し、残留オーステナイトが多くできるものと推測される。このように、MoとAlの相互作用で、残留オーステナイトの形成量が決定されるものと考えられる。なお、この式(A)は、特に本発明の特徴である、Si添加量が低いときに得られる関係である。

【0020】一方、Moが $0.30 - Al/8$ 以上では、延性が低下する理由は、ベイナイト反応速度が低減し、残留オーステナイトが少なくなるものと考えられる。さらに本発明者らは研究を重ね、式(B)を見出した。

を含む残留オーステナイトの生成を容易にする。通常の冷延鋼板におけるTRIP鋼の製造条件は、熱延工程での圧延、コイル捲取の後、冷間圧延を行い、連続焼鈍設備にて前述の熱処理を施す。溶融亜鉛めっき鋼板の場合は、冷間圧延後に溶融亜鉛メッキ工程で焼鈍とメッキを行う。メッキ後に加熱合金化処理を行ってもかまわない。また、加熱方式は誘導加熱、ガス加熱等いずれの方式でもかまわない。

【0023】本発明者らはこの中で特に溶融亜鉛メッキ工程での焼鈍時冷却速度について鋭意検討を重ねて式(C)を見出した。

$$1.3 < (C + \log CR + Mn/8 + 2 * Mo) < 2.4 \quad \dots (C)$$

CRは焼鈍工程での冷却速度であり、単位は℃/sec

$\log CR$ が式(C)を満足する場合、TS×ELが最高値を示す。1.3以下では、パーライトが形成されたり、残留オーステナイトが形成されなくなる。一方、2.4以上の場合、マルテンサイトが多量に形成され、残留オーステナイトが減少したり形成されなかったりする。そのため、強度が非常に高くなり延性が低下することがあり、この値を上限とした。

【0024】熱延後の捲取り温度は焼鈍工程において速やかに2相平衡状態に達するために重要な条件である。

すなわち、熱延後の組織を間隔の小さいパーライトまたは、これとベイナイトの混合した組織とすることにより、焼鈍工程でセメンタイトが溶解しやすくする必要がある。このためには、600℃以下が望ましい。また、スケールの発生を抑制し、デスケ性を良くするためにも低温捲取が望ましい。一方で、捲取温度が低すぎると硬質相が増すことにより、冷延が困難となるため、捲取温度の下限は450℃以上とする。

【0025】このようにして得られた熱延鋼板は酸洗、冷延されて焼鈍に供される。焼鈍工程における焼鈍温度は、高温になると平衡オーステナイト比率が高くなる、またはオーステナイト単相になるため、オーステナイト中のCが希薄となるため、その後の冷却で安定したオーステナイト残存させることができなくなる。従って、焼鈍温度の上限は850℃以下とした。一方、低温で焼鈍を行うと、炭化物の溶解が充分でなくなるため、Sol.C不足から、オーステナイトへのCの濃化が十分でなくなり、残留オーステナイト比率が著しく低下する。従つ *

表1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	N	Cu	Ni	Cr	区分
A	0.080	0.016	1.47	0.022	0.010	1.117	0.155	0.002	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
B	0.088	0.191	1.42	0.003	0.010	1.329	0.099	0.002	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
C	0.098	0.069	2.80	0.007	0.010	0.552	0.140	0.003	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
D	0.106	0.028	2.15	0.006	0.012	1.800	0.063	0.001	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
E	0.109	0.052	1.29	0.030	0.002	0.540	0.235	0.004	0.2400	0.0001	0.0002	本発明
F	0.117	0.076	1.00	0.001	0.001	0.350	0.221	0.001	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
G	0.123	0.095	2.56	0.029	0.014	1.730	0.060	0.000	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
H	0.125	0.093	0.83	0.004	0.008	0.325	0.250	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
I	0.129	0.041	1.82	0.003	0.015	0.880	0.122	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
J	0.133	0.091	2.55	0.019	0.016	1.269	0.122	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
K	0.133	0.026	2.56	0.002	0.010	0.852	0.050	0.003	0.0001	0.0002	0.4800	本発明
L	0.135	0.187	0.80	0.004	0.013	0.854	0.188	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
M	0.136	0.072	1.91	0.001	0.012	1.504	0.111	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
N	0.146	0.094	0.86	0.011	0.005	1.233	0.148	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
O	0.158	0.173	1.11	0.026	0.015	1.423	0.098	0.000	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
P	0.161	0.010	1.62	0.016	0.017	0.822	0.101	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
Q	0.169	0.148	1.60	0.025	0.015	1.426	0.114	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
R	0.174	0.198	1.63	0.007	0.019	1.373	0.105	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
S	0.182	0.121	1.55	0.027	0.030	0.250	0.062	0.003	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
T	0.195	0.029	2.44	0.026	0.023	1.017	0.300	0.005	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
U	0.184	0.128	1.38	0.027	0.019	0.840	0.102	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
V	0.190	0.100	2.32	0.017	0.009	0.302	0.061	0.002	0.0002	0.1920	0.0002	本発明
W	0.194	0.148	1.51	0.017	0.018	0.802	0.185	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
X	0.203	0.111	2.58	0.013	0.001	1.033	0.103	0.003	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
Y	0.215	0.172	2.43	0.024	0.006	1.151	0.102	0.002	0.0002	0.0002	0.0001	本発明
Z	0.216	0.172	1.36	0.010	0.012	1.078	0.102	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
AA	0.229	0.067	1.54	0.006	0.001	0.300	0.198	0.002	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
AB	0.245	0.051	0.98	0.007	0.014	1.656	0.064	0.003	0.0002	0.0002	0.0001	本発明
AC	0.261	0.140	1.58	0.002	0.002	0.388	0.066	0.010	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
AD	0.262	0.141	2.29	0.005	0.011	1.350	0.089	0.000	0.0001	0.0002	0.0001	本発明
AE	0.286	0.005	2.01	0.005	0.018	1.275	0.113	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
AF	0.288	0.169	1.59	0.004	0.011	0.912	0.123	0.002	0.0002	0.0002	0.0001	本発明
AG	0.291	0.013	1.78	0.017	0.023	1.024	0.125	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
AH	0.300	0.158	1.98	0.022	0.015	0.850	0.098	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明
AI	0.078	0.110	1.80	0.020	0.010	0.508	0.080	0.003	0.0001	0.0002	0.0002	比較例
AJ	0.324	0.100	2.00	0.020	0.020	0.070	0.124	0.001	0.0002	0.0002	0.0001	比較例
AK	0.138	0.320	1.60	0.020	0.010	0.896	0.140	0.004	0.0001	0.0002	0.0001	比較例
AL	0.129	0.120	0.40	0.030	0.020	0.767	0.080	0.004	0.0002	0.0002	0.0002	比較例
AM	0.141	0.180	3.20	0.015	0.022	0.702	0.134	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	比較例
AN	0.134	0.040	1.70	0.030	0.020	0.185	0.080	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	比較例
AO	0.174	0.180	2.22	0.030	0.020	1.903	0.100	0.002	0.0001	0.0002	0.0001	比較例
AP	0.124	0.110	1.70	0.030	0.020	0.534	0.025	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	比較例
AQ	0.155	0.140	2.02	0.030	0.020	0.612	0.320	0.004	0.0002	0.0002	0.0001	比較例

【0028】

【表2】

*て、下限値を750℃とした。上記の条件を満たすことで、成形性に優れた高強度鋼板及びその溶融亜鉛めっき鋼板を実現できる。

【0026】

【実施例】(1)および(4)の発明に関する実施例：表1に示した成分組成を有する鋼を真空溶解炉にて製造し、冷却凝固後1200℃まで再加熱し、880℃にて仕上圧延を行い、冷却後600℃で1時間保持することで、熱延の巻取熱処理を再現した。得られた熱延板を研削によりスケールを除去し、70%の冷間圧延した。その後連続焼鈍シミュレータを用い、770℃×74秒の焼鈍を行い、10℃/secの冷却速度で450℃まで冷却した後、合金化処理を再現するため、500℃まで再加熱し、更に室温まで冷却した。その後1%のスキンパス圧延を行った。

【0027】

【表1】

表2

実験番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
1	A	560	34	19040	8.7	○	○	本発明
2	B	589	33	19437	7.9	○	○	本発明
3	C	601	33	19833	9.5	○	○	本発明
4	D	612	35	21420	8.4	○	○	本発明
5	E	665	30	19950	5.1	○	○	本発明
6	F	572	35	20020	7.8	○	○	本発明
7	G	586	37	21882	9.5	○	○	本発明
8	H	622	34	21148	10.1	○	○	本発明
9	I	578	36	20808	9.8	○	○	本発明
10	J	599	35	20965	10.3	○	○	本発明
11	K	605	34	20570	9.2	○	○	本発明
12	L	632	34	21488	11.5	○	○	本発明
13	M	620	35	21700	12.4	○	○	本発明
14	N	678	29	19662	5.2	○	○	本発明
15	O	665	33	21945	10.7	○	○	本発明
16	P	620	36	22320	12.7	○	○	本発明
17	Q	672	34	22848	11.4	○	○	本発明
18	R	702	32	22464	12.1	○	○	本発明
19	S	654	31	20274	5.0	○	○	本発明
20	T	630	30	18900	5.1	○	○	本発明
21	U	645	34	21930	12.4	○	○	本発明
22	V	623	34	21182	9.8	○	○	本発明
23	W	732	32	23424	11.5	○	○	本発明
24	X	712	33	23496	10.9	○	○	本発明
25	Y	724	33	23892	11.4	○	○	本発明
26	Z	735	32	23520	10.5	○	○	本発明
27	AA	701	28	19628	9.9	○	○	本発明
28	AB	685	29	19865	9.4	○	○	本発明
29	AC	712	27	19224	5.2	○	○	本発明
30	AD	735	27	19845	7.8	○	○	本発明
31	AE	742	28	20778	11.4	○	○	本発明
32	AF	795	26	20670	12.5	○	○	本発明
33	AG	632	33	20856	13.2	○	○	本発明
34	AH	815	26	21190	12.4	○	○	本発明
35	AI	523	26	13588	2.3	○	○	比較例
36	AJ	795	22	17490	8.5	○	○	比較例
37	AK	582	30.5	17751	6.4	×	×	比較例
38	AL	514	26	13384	2.2	○	○	比較例
39	AM	768	19	14592	5.4	○	○	比較例
40	AN	501	31	15531	2.3	○	○	比較例
41	AO	612	34	20808	8.9	×	×	比較例
42	AP	530	35	18550	1.5	○	○	比較例
43	AQ	689	25	17225	2.1	○	○	比較例

★ 残留γ以外の組織は、フェライトが60～70%、ベイナイトが全体からフェライトと残留オーステナイトを除いた比率で存在している。

★ 実験番号10,20,31については、上記組織以外にマルテンサイトが1%以下で含有されていた。

【0029】引張特性は、JIS5号引張試験片のL方向引張にて評価し、TS(MPa)×EL(%)の積が18000MPa%以上を良好とした。金属組織は、光学顕微鏡での観察および、X線回折による残留オーステナイト率の測定を行った。フェライトはナイタルエッチング、マルテンサイトはレバラーエッチングにて観察した。残留オーステナイト率測定方法は、供試材板の表層より1/4厚まで化学研磨した面で行い、単色化したM_oK_α線による、フェライトの(200)および(211)面積分強度とオーステナイトの(200)、(220)および(311)面積分強度から残留オーステナイトを定量した。残留オーステナイト率が5%以上を良好とした。表2、4、6、7の実験結果では、この残留オーステナイト率を残留γ率と表記した。

【0030】めっき性能は熔融亜鉛めっきシミュレーターにより、上記同様の焼鈍条件を施した後、熔融亜鉛メッキを行い、目視にてめっきの付着状況を確認し、めっき面の内90%以上の面積で均一に付着している場合を良好(=○)とした。合金化についてはパウダリング試験により、評点3以下を良好(=○)とした。実験結

果を表2に示す。

【0031】実験番号35・成分記号AIでは、Cが低すぎるため、残留オーステナイトの形成が不十分で、TS×ELも不十分である。実験番号36・成分記号AJでは、Cが高すぎるため、強度が上昇しすぎ、伸びが低下することで、TS×ELが低下。実験番号37・成分記号AKでは、Siが高すぎるため、熔融亜鉛めっきが均一に付着せず、外観不良となる。合金化も不良であった。実験番号38・成分記号ALでは、Mnが低すぎるため、強度が満足せず、また残留オーステナイト率も低い。実験番号39・成分記号AMでは、Mnが高すぎることで、強度が上昇し、伸びが低下し、TS×ELが低下した。実験番号40・成分記号ANでは、Alが低すぎるため、十分な残留オーステナイトを形成せず、伸びが不足。実験番号41・成分記号AOでは、Alが高すぎるため、熔融亜鉛めっきが均一に付着せず、外観不良を起こし、また合金化も不良であった。実験番号42・成分記号APは、Moが低すぎるためパーライトが生成し、残留オーステナイト率が低下した。実験番号43・成分記号AQでは、Moが高すぎるため、強度が上昇し

すぎ、延びが低下し、TS×ELが不足した。

【0032】これに対し、本発明の実施例である実験番号1～34・成分記号A～AHでは、本発明の範囲を満たしているため、良好な結果となった。(2)および

(4)の発明に関する実施例：表3に示した成分の鋼を*

*真空溶解し、(1)の発明の実施例と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験により各特性を調査した。

【0033】

【表3】

表3													式(A)		
鋼種	C	Si	Mn	P	S	A'	Mo	N	Cu	Ni	Cr	区分	0.1-AI/12	Mo	0.3-AI/8
AR	0.080	0.17	1.53	0.030	0.010	0.62	0.20	0.003	0.0001	0.0002	0.4800	本発明	0.048	0.201	0.223
AS	0.082	0.00	1.00	0.006	0.028	1.65	0.09	0.003	0.0001	0.0002	0.0001	本発明	-0.037	0.085	0.094
AT	0.086	0.07	2.14	0.002	0.015	0.94	0.18	0.002	0.0020	0.0002	0.0001	本発明	0.021	0.177	0.182
AU	0.122	0.16	1.96	0.021	0.023	1.14	0.14	0.003	0.0002	0.0001	0.0010	本発明	0.005	0.143	0.158
AV	0.152	0.18	1.90	0.008	0.003	0.62	0.20	0.001	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.048	0.201	0.223
AW	0.154	0.03	2.69	0.029	0.023	0.95	0.15	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.021	0.152	0.182
AX	0.158	0.10	1.84	0.016	0.019	0.27	0.12	0.000	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.077	0.120	0.266
AY	0.169	0.08	1.13	0.011	0.019	0.93	0.18	0.001	0.0001	0.0002	0.0001	本発明	0.022	0.182	0.183
AZ	0.197	0.03	0.90	0.013	0.026	0.28	0.05	0.002	0.0002	0.1800	0.0003	本発明	0.077	0.052	0.265
BA	0.198	0.10	1.16	0.006	0.005	0.54	0.22	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.055	0.222	0.233
BB	0.212	0.18	1.95	0.026	0.002	0.62	0.18	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.049	0.160	0.223
BC	0.217	0.15	2.65	0.015	0.011	0.40	0.25	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.067	0.245	0.250
BD	0.224	0.00	1.06	0.029	0.007	0.85	0.12	0.005	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.029	0.121	0.194
BE	0.234	0.17	1.50	0.000	0.008	1.45	0.11	0.002	0.2400	0.0001	0.0002	本発明	-0.021	0.105	0.119
BF	0.278	0.05	0.97	0.026	0.023	1.58	0.10	0.002	0.0001	0.0002	0.0001	本発明	-0.032	0.095	0.102
BG	0.283	0.05	1.64	0.001	0.018	1.38	0.11	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	-0.015	0.107	0.128
BH	0.222	0.13	2.09	0.019	0.005	1.20	0.25	0.001	0.0010	0.0012	0.0002	比較例	0.000	0.250	0.150
BI	0.105	0.02	1.03	0.003	0.011	0.38	0.04	0.003	0.0030	0.0020	0.0001	比較例	0.069	0.035	0.253

【0034】

【表4】

表4											
実験番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分			
43	AR	578	36	20808	8.7	○	○	本発明			
44	AS	582	38	21356	8.9	○	○	本発明			
45	AT	603	35	21105	10.2	○	○	本発明			
46	AU	609	34.5	21010.5	9.8	○	○	本発明			
47	AV	610	36	21960	11.2	○	○	本発明			
48	AW	632	34	21488	9.4	○	○	本発明			
49	AX	622	35	21770	10.5	○	○	本発明			
50	AY	615	36	22140	10.1	○	○	本発明			
51	AZ	613	35	21455	9.7	○	○	本発明			
52	BA	599	36	21564	11.5	○	○	本発明			
53	BB	634	35	22190	12.5	○	○	本発明			
54	BC	678	34	23052	13.4	○	○	本発明			
55	BD	685	35	23975	12.2	○	○	本発明			
56	BE	642	34	21828	11.9	○	○	本発明			
57	BF	645	33.5	21607.5	10.7	○	○	本発明			
58	BG	698	33	23034	13.2	○	○	本発明			
59	BH	735	24	17840	1.5	○	○	比較例			
60	BI	530	32	16960	1.2	○	○	比較例			

【0035】その実験結果を表4に示す。実験番号59・成分記号BHでは、Moの含有量が0.3-Al/8よりも高いため強度が上昇しすぎ、延性が低下し材質が不十分であった。実験番号60・成分記号BIでは、Moの含有量が0.1-Al/12よりも低いいため、十分な残留オーステナイト相が形成されず、材質が不十分であった。これに対し、実験番号43～58・成分記号AR～BGでは、本

発明の範囲を満たしているため、良好な結果となった。

【0036】(3)および(4)の発明に関する実施例：表5に示した成分の鋼を真空溶解し、(1)の発明の実施例と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験により各特性を調査した。

【0037】

【表5】

表5

種類	C	Si	Mn	P	S	Al	Mn	N	Cu	Ni	Cr	区分	C+Mn/6+1.5×Mo
BJ	0.092	0.02	2.16	0.022	0.027	0.54	0.13	0.004	0.0002	0.0030	0.0002	本発明	0.640
BK	0.103	0.07	1.08	0.015	0.012	0.49	0.08	0.003	0.0010	0.0001	0.0002	本発明	0.402
BL	0.123	0.10	1.07	0.003	0.014	0.52	0.08	0.004	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.418
BM	0.131	0.15	2.29	0.019	0.009	1.30	0.11	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.679
BN	0.133	0.09	1.70	0.013	0.018	0.44	0.18	0.002	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.688
BO	0.151	0.19	0.91	0.002	0.003	0.23	0.23	0.002	0.0020	0.0002	0.0001	本発明	0.652
BP	0.160	0.02	2.32	0.028	0.004	0.98	0.10	0.005	0.0005	0.0001	0.0002	本発明	0.644
BQ	0.168	0.18	2.44	0.016	0.027	1.18	0.08	0.001	0.0001	0.0002	0.0005	本発明	0.671
BR	0.201	0.09	1.74	0.003	0.029	0.93	0.18	0.002	0.0001	0.0002	0.0500	本発明	0.761
BS	0.219	0.14	1.61	0.028	0.003	0.95	0.17	0.003	0.0002	0.0001	0.0005	本発明	0.742
BT	0.228	0.13	1.53	0.016	0.004	1.12	0.09	0.003	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.618
BU	0.235	0.15	2.24	0.028	0.004	0.39	0.08	0.004	0.0001	0.0002	0.0001	本発明	0.696
BV	0.237	0.13	0.88	0.015	0.020	0.26	0.27	0.003	0.0001	0.0002	0.0001	本発明	0.792
BW	0.247	0.14	0.96	0.017	0.006	0.67	0.22	0.005	0.0250	0.0010	0.0009	本発明	0.741
BX	0.208	0.04	1.75	0.002	0.028	1.09	0.19	0.002	0.0010	0.0001	0.0002	本発明	0.785
BY	0.233	0.15	1.23	0.000	0.013	1.52	0.24	0.002	0.0002	0.0220	0.0002	本発明	0.798
BZ	0.280	0.10	2.44	0.018	0.009	1.72	0.07	0.000	0.0002	0.0001	0.0002	本発明	0.792
CA	0.092	0.01	0.95	0.004	0.005	0.79	0.08	0.000	0.0002	0.0001	0.0002	比較例	0.370
CB	0.250	0.16	1.35	0.015	0.022	0.36	0.25	0.003	0.0002	0.0002	0.0001	比較例	0.850

式(B)

【0038】

【表6】

表6

実験番号	鋼種	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
61	BJ	582	35	20370	8.4	○	○	本発明
62	BK	568	34	19312	7.5	○	○	本発明
63	BL	594	35	20790	7.9	○	○	本発明
64	BM	612	34	20808	9.8	○	○	本発明
65	BN	603	35	21105	11.2	○	○	本発明
66	BO	643	33	21219	10.2	○	○	本発明
67	BP	625	38	22500	12.4	○	○	本発明
68	BQ	633	34	21522	10.4	○	○	本発明
69	BR	658	34	22372	11.6	○	○	本発明
70	BS	723	32	23136	12.4	○	○	本発明
71	BT	705	32	22560	10.7	○	○	本発明
72	BU	695	32	22240	10.2	○	○	本発明
73	BV	712	31	22072	9.5	○	○	本発明
74	BW	758	30	22740	11.4	○	○	本発明
75	BX	624	33	20592	9.3	○	○	本発明
76	BY	735	31	22785	10.1	○	○	本発明
77	BZ	785	29	22765	12.4	○	○	本発明
78	CA	523	32	16736	1.2	○	○	比較例
79	CB	825	21	17325	1.6	○	○	比較例

【0039】その実験結果を表6に示す。実験番号78・成分記号CAでは、 $C+Mn/6+1.5\times Mo=0.37$ と、0.4以下のため、残留オーステナイトが3%以下となり材質不十分である。実験番号79・成分記号CBでは、 $C+Mn/6+1.5\times Mo=0.85$ と、0.8以上のため、強度が上昇し延性が低下するためTS×ELが低下した。これに対し、実験番号61～77・成分記号BJ～BZでは、本発明の範囲を満たしており、良好な結果となった。

【0040】(5)および(6)の発明に関する実施例：表1の成分の鋼のうち、代表的な成分の、成分記号

B、D、F、I、L、P、R、U、ZおよびADについて、(1)の発明の実施例と同様の方法で冷間圧延まで行い、連続焼鈍及び溶融亜鉛めっきシミュレーターにて焼鈍後、表7に示した冷却速度にて冷却し、その後さらに(1)の発明と同様の方法で試験片を作成し、同様の実験により各特性を調査した。その結果は同じく表7に示している。

【0041】

【表7】

表7

実験番号	鋼種	冷却速度	C	Mn	Mo	式(C)	TS(MPa)	EL(%)	TS×EL	残留γ率(%)	めっき性	合金化	区分
79	B	7	0.088	1.42	0.099	1.309	578	35	20160	6.8	○	○	本発明
80	D	7	0.106	2.15	0.063	1.345	601	35	21035	7.9	○	○	本発明
81	F	7	0.117	1.00	0.221	1.530	565	35	19775	6.8	○	○	本発明
82	I	7	0.129	1.82	0.122	1.445	565	36	20340	8.4	○	○	本発明
83	L	7	0.135	0.82	0.168	1.419	611	34	20774	10.1	○	○	本発明
84	P	7	0.161	1.62	0.101	1.411	602	35	21070	11.1	○	○	本発明
85	R	7	0.174	1.63	0.105	1.433	685	31	21235	10.2	○	○	本発明
86	U	7	0.184	1.38	0.102	1.405	622	33	20526	11.0	○	○	本発明
87	Z	7	0.216	1.36	0.102	1.436	715	31	22165	9.8	○	○	本発明
88	AD	7	0.262	2.29	0.089	1.571	721	30	21630	6.4	○	○	本発明
89	B	30	0.088	1.42	0.099	1.941	592	36	21312	8.4	○	○	本発明
90	D	30	0.106	2.15	0.063	1.977	622	35	21770	8.8	○	○	本発明
91	F	30	0.117	1.00	0.221	2.162	582	35	20370	7.6	○	○	本発明
92	I	30	0.129	1.82	0.122	2.077	592	35	20720	9.4	○	○	本発明
93	L	30	0.135	0.82	0.168	2.051	622	33	20526	11.1	○	○	本発明
94	P	30	0.161	1.62	0.101	2.043	623	36	22428	12.4	○	○	本発明
95	R	30	0.174	1.63	0.105	2.065	712	33	23496	13.5	○	○	本発明
96	U	30	0.184	1.38	0.102	2.037	657	34	22338	13.3	○	○	本発明
97	Z	30	0.216	1.36	0.102	2.068	752	31	23312	11.5	○	○	本発明
98	AD	30	0.262	2.29	0.089	2.204	740	31	22940	8.5	○	○	本発明
99	B	3	0.088	1.42	0.099	0.941	552	29	16008	1.4	○	○	比較例
100	I	3	0.129	1.82	0.122	1.077	547	31	16957	1.2	○	○	比較例
101	P	3	0.161	1.62	0.101	1.043	584	28	16352	0.9	○	○	比較例
102	U	3	0.184	1.38	0.102	1.037	610	26	15860	2.0	○	○	比較例
103	AD	3	0.262	2.29	0.089	1.204	682	26	17732	1.5	○	○	比較例
104	B	100	0.088	1.42	0.099	2.464	652	25	16300	2.5 *1)	○	○	比較例
105	I	100	0.129	1.82	0.122	2.600	638	26	16588	2.2 *1)	○	○	比較例
106	P	100	0.161	1.62	0.101	2.566	668	24	16032	3.5 *1)	○	○	比較例
107	U	100	0.184	1.38	0.102	2.560	710	23	16330	2.4 *1)	○	○	比較例
108	AD	100	0.262	2.29	0.089	2.726	785	21	16485	1.4 *1)	○	○	比較例

*1) 実験番号104～108については、金属組織の中に3%～5%の多量のマルテンサイトを含有していた

【0042】実験番号99～103・成分記号B、I、P、UおよびADについては、冷却速度(=CR)が3℃/secと低いために、式3を満足せず、その結果十分な残留オーステナイトが形成されず、材質不良であった。実験番号104～108・成分記号B、I、P、UおよびADについては、冷却速度が100℃/secと速すぎるために、式3を満足せず、その結果組織中に3%～5%の大量のマルテンサイトが生成し、強度が高く

なりすぎ、延性が悪化することで材質不良となった。また残留オーステナイト率も低下した。

【0043】これに対し、実験番号79～88・成分記号B、D、F、I、L、P、R、U、ZおよびADについては、冷却速度を7℃/secとして、(5)の発明

式(C)を満足するため、良好な結果となった。また、実験番号89～98・成分記号B、D、F、I、L、P、R、U、ZおよびADについても、冷却速度を10℃/secとして、(5)の式(C)を満足し、良好な結果となった。

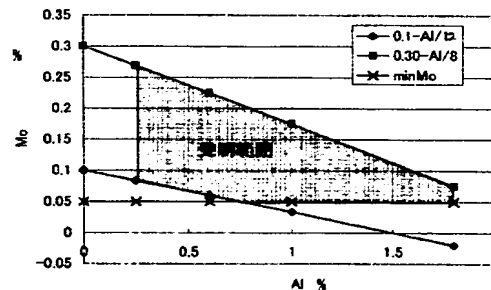
【0044】

【発明の効果】本発明によれば、自動車部品などに使用される、成形性に優れた高強度鋼板と溶融亜鉛めっき鋼板を提供できるため、工業的に価値の高い発明である。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の高強度鋼板のAlとMoの関係を示す図である。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 岡本 力

愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

F ターム(参考)

4K027 AA05 AA23 AB42 AE18

4K037 EA01 EA05 EA06 EA11 EA13

EA15 EA17 EA18 EA20 EA23

EA25 EA27 EB05 EB07 EB08

EB12 FA02 FA03 FC04 FE01

FE02 FE06 FJ05 FK02 FK03

FL02 FM02 GA05 HA02

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.